ChinaXiv合作期刊

第51卷 第12期 金属学报 Vol.51 No.12
2015年12月 第1425-1434页 ACTA METALLURGICA SINICA Dec. 2015 pp.1425-1434

不同热加工工艺对Al-Mg-Si-Cu合金板材力学性能和组织的影响*

张 艳 郭明星 邢 辉 王 斐 汪小锋 张济山 庄林忠

(北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083)

摘 要 通过拉伸实验, 并利用OM, SEM, TEM观察以及EBSD测试手段, 研究了不同热加工工艺对Al-Mg-Si-Cu系合金板材力学性能和组织, 包括织构的影响规律. 结果表明, 热加工工艺的变化对T4P预时效态合金的强度和应变硬化指数n基本无影响, 但是对平均塑性应变比$\bar{r}$, 平面各向异性度Δr以及不同方向延伸率影响显著; 热轧之后首先进行一定量的冷轧变形然后再进行退火处理获得的合金板材(工艺II)较热轧后直接进行退火处理(工艺I)获得的合金板材在固溶之后的成形性能要好, $\bar{r}$可达0.6187, 同时各向异性明显减小; 虽然工艺I处理的合金板材固溶过程中PSN效应显著, 但是工艺II固溶处理前的冷轧变形量和不同尺寸粒子分布情况设计合理, 再结晶晶粒基本呈等轴状, 且仅含有强度较低的$Cube_{ND}$, Cube和H织构. 并根据热加工工艺对合金板材显微组织的影响规律, 提出该系合金随热加工工艺进行的组织演化模型示意图.

关键词 Al-Mg-Si-Cu合金, 热加工工艺, 成形性能, 再结晶织构, 模型

中图法分类号 TG166 **文献标识码** A **文章编号** 0421-1961(2015)12-1425-10

INFLUENCE OF DIFFERENT THERMOMECHANICAL PROCESSES ON THE MECHANICAL PROPERTIES AND MICROSTRUCTURE OF Al-Mg-Si-Cu ALLOY SHEETS

ZHANG Yan, GUO Mingxing, XING Hui, WANG Fei, WANG Xiaofeng, ZHANG Jishan, ZHUANG Linzhong

State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083

Correspondent: GUO Mingxing, associate professor, Tel: (010)82375844, E-mail: mingxingguo@skl.ustb.edu.cn

Supported by National High Technology Research and Development Program of China (No.2013-AA032403), National Natural Science Foundation of China (Nos.51571023 and 51301016), Fundamental Research Funds for the Central Universities (Nos.FRF-TP-14-097A2 and FRF-TP-15-051A3) and Beijing Laboratory of Metallic Materials and Processing for Modern Transportation (No. FRF-SD-B-005B)

Manuscript received 2015-01-22, in revised form 2015-07-17

ABSTRACT To reduce the weight of car body, Al-Mg-Si-Cu alloys are becoming increasingly attractive as a candidate for material substitution used to produce the outer body panels of automobiles because of their favorable bake-hardening response. However, the formability still needs to be further improved compared to steels. In this

* 国家高技术研究发展计划项目2013AA032403, 国家自然科学基金项目51571023和51301016, 中央高校基本科研业务费专项资金项目FRF-TP-14-097A2和FRF-TP-15-051A3, 以及现代交通金属材料与加工技术北京实验室项目FRF-SD-B-005B资助

收到初稿日期: 2015-01-22, 收到修改稿日期: 2015-07-17

作者简介: 张 艳, 女, 1989年生, 硕士生

DOI: 10.11900/0412.1961.2015.00063

chinaXiv:202303.00533v1

ChinaXiv合作期刊

work, the effect of the thermomechanical processing on the mechanical properties and microstructure of Al-Mg-Si-Cu alloy is studied through tensile test, OM, SEM and TEM observation, as well as EBSD characterization. The results reveal that there is almost no change in both strengths and strain-hardening exponent *n* of the sheets in T4P condition after different thermomechanical processing, but the average plasticity strain ratio $\bar{r}$, planar anisotropy Δr and elongations in the three directions show obvious differences. The sheet undergone hot rolling, cold rolling, intermediate annealing, cold rolling and solution (processing II) has a better formability ($\bar{r}$= 0.6187) and a weaker planar anisotropy than that subjected to hot rolling, intermediate annealing and then cold rolling before solution treatment (processing I). Although the particle stimulated nucleation (PSN) effect of processing I is remarkable during solution treatment, due to the appropriate controlling cold deformation and distribution of second-phase particles with different sizes in processing II, most of the recrystallization grains are equiaxial and the recrystallization texture is only consisted of $Cube_{ND}$, Cube and H with a low intensity. At last, according to the relationship between the microstructure and the thermomechanical processing, the microstructure evolution model during different thermomechanical processes is established.

KEY WORDS Al-Mg-Si-Cu alloy, thermomechanical processing, formability, recrystallization texture, modelling

chinaXiv:202303.00533v1

随着各国对节能和减排的不断重视, 汽车轻量化已经成为新一代汽车发展的重要方向. 铝合金由于质轻、耐蚀、比强度高、易着色、回收率高等特性, 成为新一代汽车轻量化的重要材料. 其中可时效强化的Al-Mg-Si系合金由于还具有优异的快速时效响应速率, 可以保证相应的合金板材冲压成形时强度较低, 而经高温短时烤漆后强度获得大幅度提高, 进而表现出优异的抗凹陷能力. 因此, 最近几年该系合金已被广泛应用于汽车车身外板的制造.

虽然Al-Mg-Si系合金具有上述优异的综合性能, 但是与目前仍然被广泛应用的车身钢板材相比, 其冲压成形性能仍有待进一步提高[1]. 影响铝合金板材冲压成形性能的因素有很多, 不过合金成分和热加工工艺的影响最为关键. 由于汽车外板用Al-Mg-Si系合金的制备工艺普遍按如下流程进行: 熔炼铸造→均匀化→热轧→中间退火→冷轧→固溶处理→预时效→冲压成形→刷漆→烤漆硬化, 此工艺流程较长, 其中任何一个环节的变化均会对合金板材的组织和力学性能产生影响[2]. 已有研究结果[3~5]表明, 合金基体内分布有一定数量的粗大粒子(直径 d>1 μm), 经过变形后, 由于粒子周围应变储能较大, 在高温热处理过程中会优先在粒子周围发生再结晶晶粒形核, 即产生所谓的粒子刺激形核作用(PSN效应). 充分利用PSN效应可以使得合金板材具有良好的再结晶组织和织构分布, 进而在加工过程中表现出较好的冲压成形性能. 因此, 对于Al-Mg-Si-Cu系合金板材来说, 如何获得微米级的粗大粒子是充分利用PSN效应调控合金组织和力学性能的关键. 本课题组前期研究[6]中发现, 在Al-Mg-Si-Cu合金基础上添加溶质元素Fe和Mn可以形成富Fe相粗大粒子, 而且随着Fe和Mn含量的增加, 这些富Fe相粒子数量不断增加, 再结晶过程中的PSN效应也逐渐增强. 最终高浓度合金再结晶之后晶粒尺寸得到细化, 并且表征冲压成形性能的塑性应变比 r 也得到一定程度的提高(最大值 r_{max}=0.578). 但是由于高浓度合金的Fe和Mn含量较高, 在熔炼铸造过程中很容易形成网状分布的粗大富Fe相粒子[6]. 这些粒子虽然在后续热加工过程中可以得到一定程度的破碎, 但是很容易在其周围产生微裂纹. 微裂纹的产生对于合金板材冲压成形性能和弯边性能的提高极为不利[7]. 因此, 通过大幅度提高富Fe相粒子的浓度来调控最终合金板材的组织、织构和成形性能涉及的问题较多, 仍然有待进一步优化相关的制备工艺, 尤其是熔铸工艺的优化.

针对此种情况, 如果能够通过对Al-Mg-Si-Cu系合金的热加工工艺进行调控, 使得合金在热加工过程中形成一定数量的不同尺寸粒子(粗大粒子和细小粒子), 那么同样可以充分利用不同尺寸粒子对再结晶晶粒形核和长大的协同影响作用来优化合金板材的组织、织构和成形性能等. 本工作选取溶质元素Fe和Mn含量较低的Al-Mg-Si-Cu系合金为实验合金, 通过改变热加工工艺, 发现合金基体内确实可以形成一定数量的不同尺寸粒子(如 Mg_2Si, 富Fe相和Si粒子等). 而且这些粒子如果搭配合理, 同样可以有效影响合金的力学性能和组织演化过程, 最终使得合金板材具有优异的冲压成形性能. 通过不同热加工工艺对Al-Mg-Si-Cu合金力学性能

ChinaXiv合作期刊

和组织演变的影响规律研究, 以期为汽车轻量化用铝合金的开发、加工和应用提供一定的理论依据.

1 实验方法

实验所用 Al-Mg-Si-Cu 合金成分为 Al-0.6Mg-0.9Si-0.2Cu-0.1Mn (质量分数, %). 所用原材料为纯度 99.99%的高纯 Al, 工业纯 Mg, 工业纯 Zn 以及中间合金 Al-20%Si, Al-50%Cu, Al-10%Mn, 晶粒细化剂 Al-5%Ti-1%B (质量分数)等. 将材料按一定顺序放入 SG^2-12-10 型电阻坩埚井式加热炉中熔化, 然后将合金熔体浇入水冷钢模中成形, 钢模尺寸为 180 mm×110 mm×90 mm; 将铸锭切头、铣面, 进行 485 ℃, 3 h+555 ℃, 16 h 的双级均匀化处理; 板材热轧的开轧温度为 550 ℃, 终轧温度低于 300 ℃, 终轧厚度为 4 mm. 此后将试样分为 2 组: 经 400 ℃, 1 h 中间退火后冷轧至 1 mm, 然后进行 555 ℃, 2 min 盐浴固溶+80 ℃, 12 h 预时效处理, 记为工艺 I; 将 4 mm 热轧板材首先冷轧至 2 mm, 然后再进行 400 ℃, 1 h 中间退火, 随后再继续冷轧至 1 mm, 最后进行 555 ℃, 2 min 盐浴固溶处理和 80 ℃, 12 h 预时效处理, 记为工艺 II. 经工艺 I 和工艺 II 处理后的合金试样在室温下放置 14 d (T4P 态)后, 对其进行不同方向的力学性能测试.

拉伸试样取自与轧向成 0°, 45°, 90°的 3 个方向, 试样规格按照 GB/T3076-1982 要求进行切取, 在 MTS810 电液伺服材料试验机上进行, 拉伸速度为 3 mm/min. 机械抛光后的金相试样经 Kellar 试剂腐蚀后, 使用 Axio Imager A2 金相显微镜(OM)进行组织观察. 使用带有能谱仪(EDS)的 SUPRA 55 扫描电镜(SEM)进行物相分析. 在 Tecnai G^2 F30 场发射透射电镜(TEM)下进行微观组织观察, 样品采用机械减薄后电解双喷减薄(双喷液体积比为 H_2NO_3∶CH_3OH=1∶2)获得. 在带有电子背散射衍射(EBSD)系统的 LTRA55 扫描电镜(SEM)上进行织构测定, 加速电压为 20 kV, 工作距离为 15~20 mm, 70°倾斜, 数据采集由计算机完成, 采用二步法计算三维取向分布函数(orientation distribution function, 简称 ODF), 结果用恒 Euler 角 φ_2 ($\Delta\varphi_2$=5°)截面图表示. 样品经机械抛光加电解抛光(电解液为 $HClO_4$∶CH_3CH_2OH=5∶95, 电压为 20 V) 制备而成.

2 实验结果与分析

2.1 热加工工艺对力学性能的影响

图 1 示出了由 2 种热加工工艺制备的 T4P 态 Al-Mg-Si-Cu 合金板材的应力-应变曲线. 具体的力学性能如表 1 所示. 可以看出, 采用 2 种工艺制备的合金板材, 沿其轧向的强度和延伸率均为最高, 而沿横向的最低, 说明均存在一定的各向异性; 但是相比而言, 采用工艺 II 制备的合金板材各向异性更小. 同时工艺 II 制备的合金板材还具有较高的平均塑性应变比 $\bar{r}$ ($\bar{r}=(r_{0°}+2r_{45°}+r_{90°})/4$, 式中, $r_{0°}$, $r_{45°}$, $r_{90°}$ 分别为板材在 0°, 45°, 90°方向上的塑性应变比)和较低的平面各向异性度 Δr ($\Delta r=(r_{0°}+r_{90°}-2r_{45°})/2$), 说明成形性能较好. 2 种工艺对合金板材的应变硬化指数 n 基本无影响(表 1).

此外, 合金板材的冲压成形性能也可以用极限拉深比 R_{LD} 来表征. 大量研究结果[8~10]表明, R_{LD} 与 $\bar{r}$ 和 n 之间存在一定的定量关系:

$$R_{LD}=\sqrt{e^{2fe^{-n}\sqrt{\frac{1+\bar{r}}{2}}}+e^{2n\sqrt{\frac{1+\bar{r}}{2}}}-1} \qquad (1)$$

普遍认为, 式(1)中拉伸效率因子 f=0.9 时预测结果较为准确. 根据此定量关系可计算出工艺 I 和工艺 II 制备的合金板材对应的 R_{LD} 分别为 1.97657 和 2.00737. 虽然后者仅略高于前者, 但是也能够反映出热加工工艺对成形性能的影响. 真实的 R_{LD} 有待进一步测量.

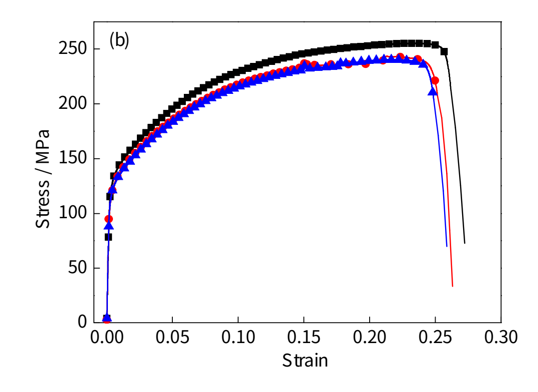
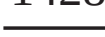


图 1 不同热加工工艺处理后的 T4P 态 Al-Mg-Si-Cu 合金沿不同方向的应力-应变曲线

Fig.1 Stress-strain curves of T4P treated Al-Mg-Si-Cu alloys with processing I (a) and processing II (b) in the different directions

chinaXiv:202303.00533v1

ChinaXiv合作期刊



2.2 拉伸断口分析

图2示出了2种工艺处理后的T4P态Al-Mg-Si-Cu合金板材沿纵向和横向拉伸后的断口SEM像. 由图可以看出, 无论沿纵向还是横向拉伸, 其断口形貌均为典型的韧性断裂, 存在大量的韧窝组织, 而且大韧窝周围均分布有较多的小韧窝. 此外, 由于拉伸时的合金均处于再结晶状态, 基体内分布有大量的等轴再结晶晶粒(如图3g和h所示), 所以2种工艺制备的合金板材沿纵向和横向拉伸时的断口形貌差异均较小, 这也是其延伸率基本相同的主要原因.

2.3 热加工工艺对组织演化的影响

图3示出了2种热加工工艺下的合金组织演化过程. 由图3a可以看出, 铸态合金经均匀化处理后组织变得较为均匀, 铸态的枝晶网状组织已经彻底消失, 但是由于高温均匀化处理后采用随炉冷至室温, 晶内和晶界附近均分布有一定量的沉淀析出相(主要为Mg_2Si和少量的富Fe相粒子). 经热轧变形至4 mm后, 晶粒沿轧向明显拉长, 析出相也发生破碎并沿轧向分布(图3b). 热轧之后如果直接进行400 ℃, 1 h的中间退火, 由图3c可以看出, 合金发生了不完全再结晶, 基体内出现一些拉长的再结晶晶粒. 但是如果合金先进行50%的冷轧变形至2 mm, 然后进行同样的中间退火处理, 则基体内明显可以观察到较多的再结晶晶粒(图3d). 2种退火态合金板材继续冷轧至1 mm时, 虽然相应的变形量不同, 但

表1 不同热加工工艺处理后的T4P态合金沿不同方向的力学性能

Table 1 Mechanical properties of the T4P treated alloys in different directions

Processing	Direction / (°)	r	$\bar{r}$	Δr	n	$\bar{n}$	A / %	σ_s / MPa	σ_b / MPa
I	0	0.6993			0.3045		28.0	126.7	250.3
	45	0.4365	0.5391	0.2052	0.3108	0.3086	26.3	114.2	239.6
	90	0.5840			0.3106		24.8	113.2	235.1
II	0	0.7116			0.3072		27.6	126.7	256.8
	45	0.5671	0.6187	0.10321	0.3034	0.3057	26.6	120.5	242.7
	90	0.6289			0.3066		26.4	119.2	240.0

Note: r—plastic strain ratio, $\bar{r}$—average r, Δr—planar anisotropy, n—strain hardening exponent, $\bar{n}$—average n, A—elongation, σ_s—yield strength, σ_b—ultimate strength

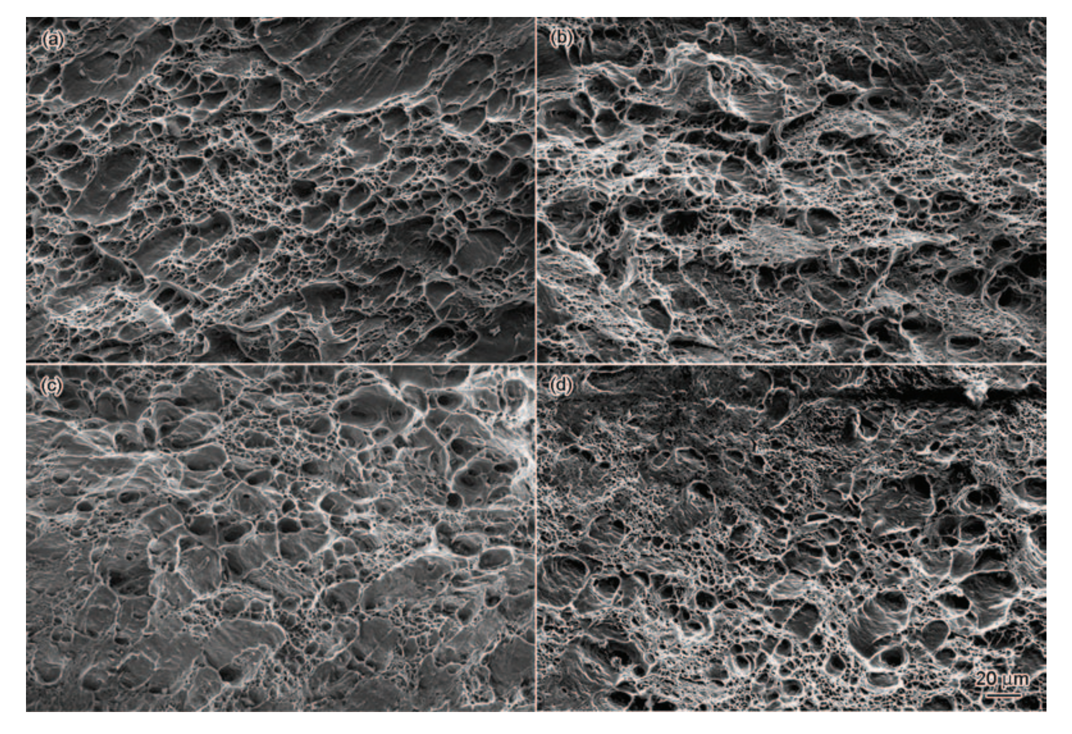


图2 2种工艺处理后的T4P态合金板材沿纵向和横向拉伸后的断口SEM像

Fig.2 SEM images of tensile fracture of T4P treated alloy sheets with processing I (a, b) and processing II (c, d) in the longitudinal (a, c) and transverse (b, d) directions

chinaXiv:202303.00533v1

ChinaXiv合作期刊

是最终冷轧态OM组织差异并不明显, 均出现纤维状组织(图3e和f). 2种工艺制备的冷轧合金板材经过555 ℃, 2 min的固溶处理后, 采用工艺I加工的合金内部晶粒沿轧向仍略有拉长, 且基体内仍残留有

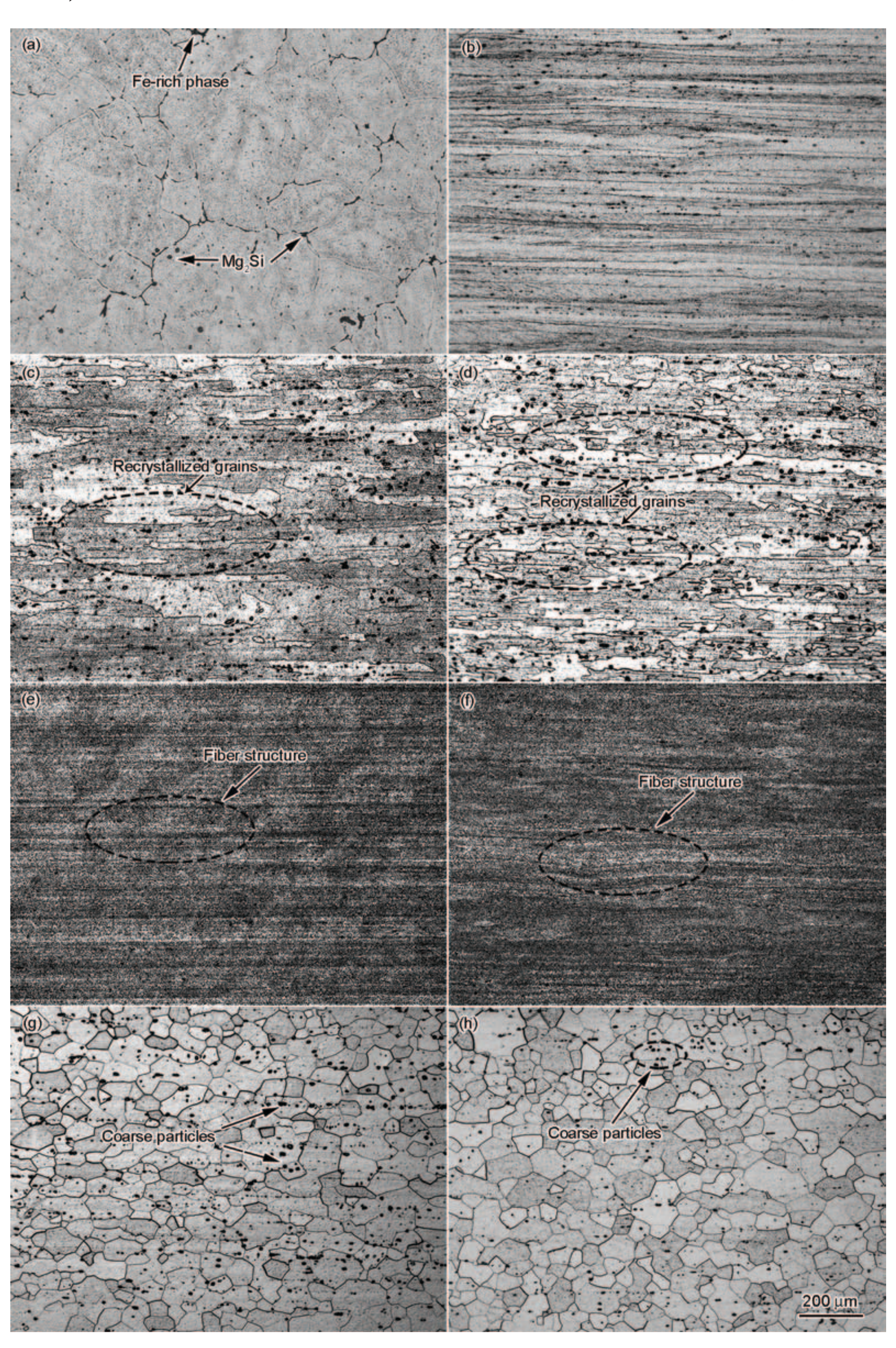


图3　2种热加工工艺处理Al-Mg-Si-Cu合金组织演化的OM像

Fig.3 OM images of microstructure evolutions of the Al-Mg-Si-Cu alloy during two thermomechanical processes

(a) homogenization　(b) hot rolling
(c) processing I, intermediate annealing　(d) processing II, intermediate annealing
(e) processing I, cold rolling　(f) processing II, cold rolling
(g) processing I, solution　(h) processing II, solution

chinaXiv:202303.00533v1

ChinaXiv合作期刊

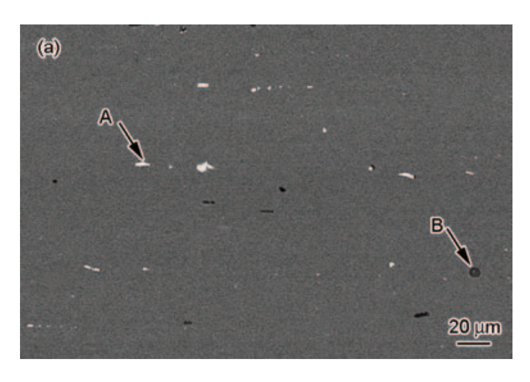
较多的粗大粒子(图3g), 而工艺II加工的合金内部晶粒为近似等轴状, 基体上存在少量未溶的粗大粒子(图3h).

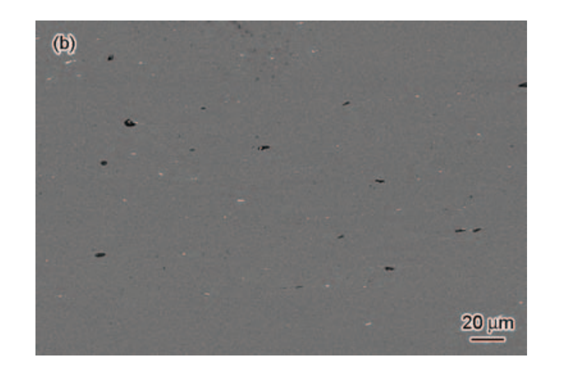
图4示出了2种加工工艺处理的中间退火态合金板材的SEM像和EDS分析. 由图可见, 工艺I加工的合金基体内分布的粗大粒子多为Mg_2Si和含Al, Fe, Mn与Si的富Fe相粒子(图4a, c, d); 而工艺II加工的合金虽然基体内的粗大粒子同样为Mg_2Si和富Fe相粒子, 但是粗大粒子分布的均匀性明显增加, 并且尺寸有所减小(图4b). 这主要是由于中间退火前进行的冷轧变形可以进一步有效破碎基体内的粗大第二相粒子(主要是富Fe相)所致. 此外, 退火前富Fe相的破碎程度也会直接影响固溶态合金基体内粗大粒子的分布情况, 破碎程度较低时(工艺I)会使得固溶态合金基体内粗大粒子较多且尺寸较大(图3g), 而破碎程度严重时(工艺II)会使得固溶态合金基体内粗大粒子减少且尺寸变小(图3h).

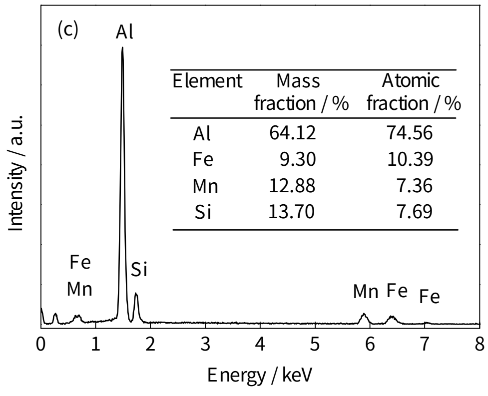
热加工工艺除了对合金基体内粗大粒子的分布情况有影响外, 还会对细小粒子产生重要影响. 同时由于细小粒子的分布情况直接决定再结晶晶粒长大的难易程度, 对于调控合金组织、织构和性能同样发挥重要作用. 因此, 有必要对冷轧态合金基体内的细小粒子分布情况进行分析. 图5示出了2种热加工工艺制备的1 mm厚冷轧态合金的TEM像. 由图可以看出, 工艺I制备的合金基体内的细小粒子尺寸较小(大部分处于0.2 μm以下), 分布密度较大, 对其进行SAED分析发现其主要为Si粒子(图5a). 虽然工艺II制备的合金基体内的细小粒子同样为Si粒子, 但是小于0.2 μm的粒子数量明显减少(图5b). 详细的粒子分布情况如表2所示. 出现此种粒子分布主要是由于这些观察到的小粒子大部分均是在400 ℃, 1 h中间退火过程中产生, 工艺I的中间退火是在热轧之后直接进行, 而工艺II的中间退火是在50%冷轧之后进行, 其较大的应变储能有利于退火过程中的Si粒子快速长大, 从而使得退火后合金基体内的粒子尺寸较大. 而后续的冷轧变形一方面由于变形量较低, 另一方面由于退火态合金较软, 也不利于粒子的进一步破碎. 因此, 冷轧态合金内的粒子分布情况基本与中间退火态的一致, 直接可用于分析在固溶时其对再结晶过程的影响.

2.4 热加工工艺对再结晶织构的影响

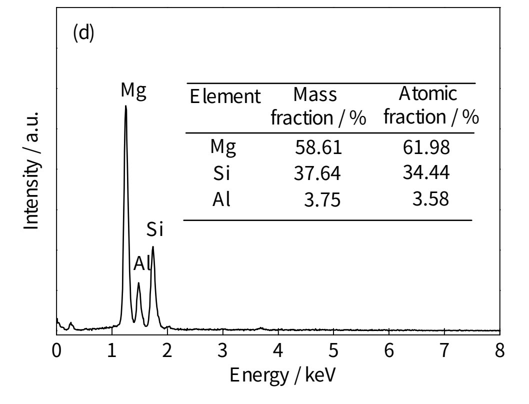
图6示出了2种工艺制备的合金板材经固溶处理后的EBSD晶粒取向和尺寸分布图. 图中不同颜色代表不同取向晶粒, 颜色越浅, 偏离理想取向越多. 由图可以看出, 工艺I制备的合金平均再结晶晶







Element	Mass fraction / %	Atomic fraction / %
Al	64.12	74.56
Fe	9.30	10.39
Mn	12.88	7.36
Si	13.70	7.69



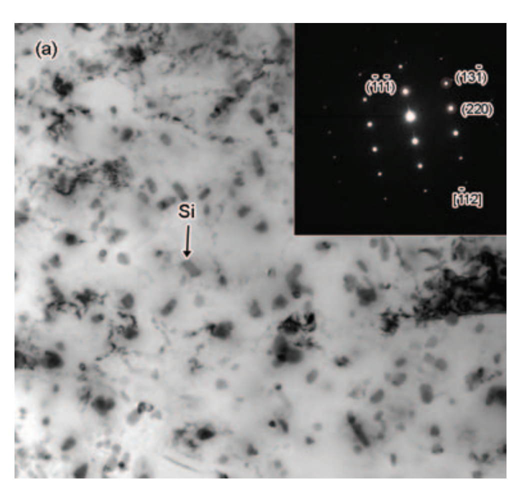
Element	Mass fraction / %	Atomic fraction / %
Mg	58.61	61.98
Si	37.64	34.44
Al	3.75	3.58

图4 2种热加工工艺处理的中间退火态合金内粗大第二相粒子的SEM像和EDS分析

Fig.4 SEM images (a, b) and EDS analysis of point A (c) and point B (d) of coarse second-phase particles in the alloys with processing I (a, c, d) and processing II (b)

chinaXiv:202303.00533v1

ChinaXiv合作期刊



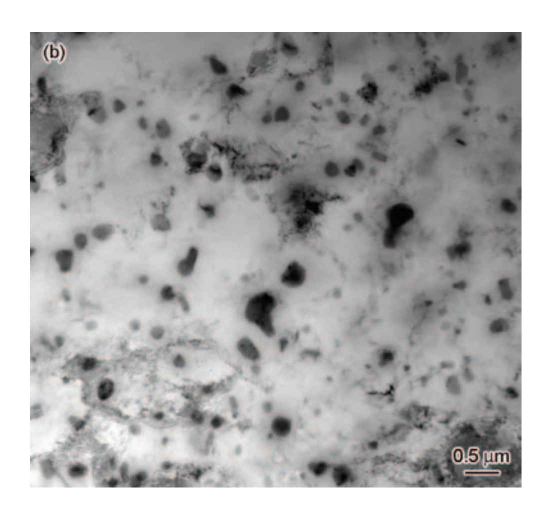


图5 2种热加工工艺处理的冷轧态合金的TEM像

Fig.5 TEM images of the cold rolled alloys with processing I (inset shows the SAED pattern of particle indicated by arrow) (a) and processing II (b)

chinaXiv:202303.00533v1

表2 不同热加工工艺处理后冷轧态合金内细小粒子分布密度

Table 2 Density of fine particles in the cold rolled alloys with different processing

(mm^{-2})

Processing	Diameter		Average
	<0.2 μm	>0.2 μm	
I	2.78×10^6	5.78×10^5	3.36×10^6
II	1.41×10^6	7.95×10^5	2.20×10^6

粒尺寸相对较小, 分布范围较窄, 这是因为基体内的细小粒子数量较多, 对晶粒长大的抑制作用较强. 但晶粒的长宽比较大, 沿轧向略有伸长, 不利于各向异性的降低(如表1所示). 晶粒长宽比较大主要是由于固溶之前的冷轧变形量较大所致.

虽然实验用合金的Fe含量较低, 但是经2种热加工工艺制备的冷轧板材内均分布有不同数量的微米级和亚微米级粒子. 根据大量文献研究结果[3~5,11,12], 处于微米级的富Fe相或者Mg_2Si粒子由于在冷轧过程中会在其周围产生较大的应变储能并形成应变带, 合金在高温热处理过程中会在粒子周围优先发生再结晶形核, 产生PSN效应. 然而PSN能否顺利完成主要取决于基体内粗大粒子的尺寸和前期变形量, 粒子尺寸一般需大于临界尺寸d_c才有可能发挥PSN效应, 临界尺寸d_c一般可表达为[13,14]:

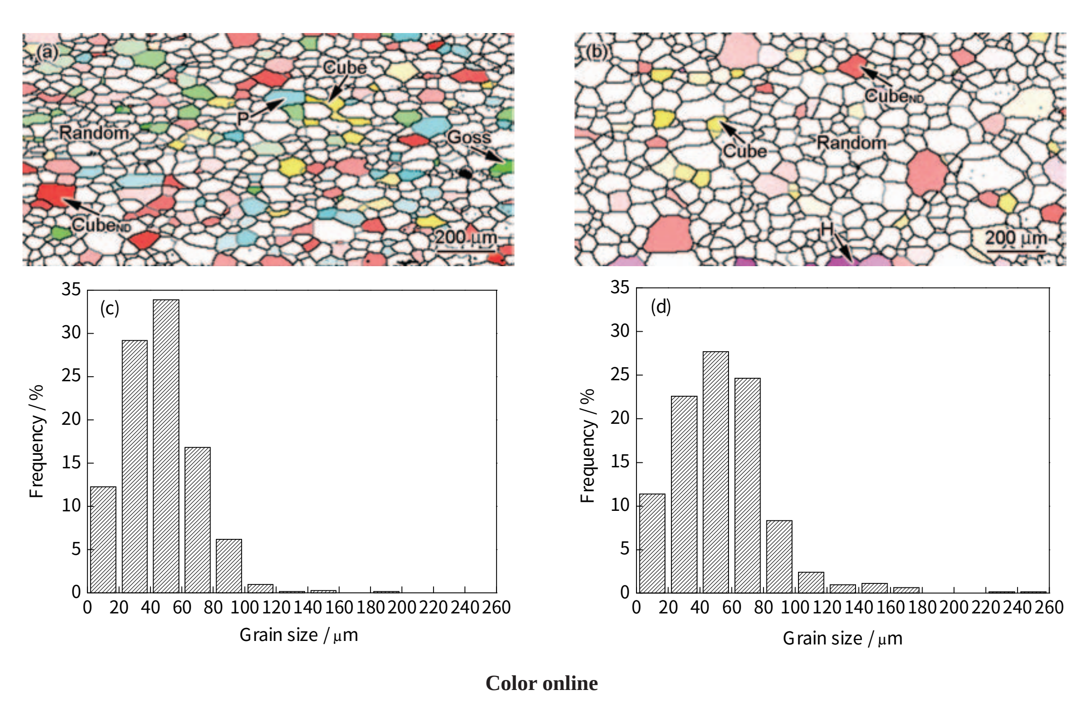
$$d_c = \frac{4\gamma_b}{P_D - P_Z} = \frac{4\gamma_b}{\left(\alpha\rho Gb^2/2\right) - \left(3F_V\gamma_b/d_p\right)} \tag{2}$$

式中, γ_b, P_D和P_Z分别为比界面能、应变储能以及小粒子对再结晶晶粒的Zener钉扎力; α为常数; ρ为位错密度; G为切变模量; b为Burgers矢量模; F_V和d_p分别为小粒子体积分数和直径. 由式(2)可以看出, P_Z会显著影响合金发生PSN效应的临界尺寸d_c, 且随着小粒子体积分数和尺寸的变化而变化. 对于本工作所采用的2种热加工工艺, 虽然工艺I冷轧后合金基体内的细小粒子体积分数较多(图5a), 但是由于合金基体内粗大粒子尺寸较大, 且最终冷轧变形量较大, 在固溶过程中PSN效应仍然可以发挥作用, 所以出现的再结晶晶粒尺寸较小(图6a). 此外, 虽然工艺II冷轧态合金基体内粗大粒子数量和尺寸均较小, 但是由于细小粒子数量和尺寸明显低于工艺I制备的合金, 对PSN效应的抑制作用较小, 固溶过程中同样也可发生PSN效应. 因此, 最终形成的再结晶晶粒呈近似等轴状(图6b).

图7示出了2种合金板材固溶处理后对应的ODF图, 相应的织构组分及其强度和体积分数如表3所示. 可以看出, 经工艺I处理后的合金板材再结晶织构组分较多, 对应的强度和含量也较高(图7a); 而采用工艺II制备的合金板材不仅再结晶织构组分减少, 而且整体强度较低, 再结晶晶粒基本以随机取向为主(图7b).

由于Al-Mg-Si-Cu系合金板材的再结晶织构组分一般由Cube取向晶粒和PSN效应形成的取向晶粒相互竞争所决定[3,15]. 再结晶过程中立方带上形核的Cube取向亚晶由于本身的高度对称性, 普遍比其它取向亚晶粒回复和长大速度要快, 且由于其与冷轧织构S取向有40°<111>取向关系, Cube取向晶粒一般生长能力很强[16~20], 使得2种热加工工艺处理的板材均出现Cube织构. 如果合金冷轧变形量较大,

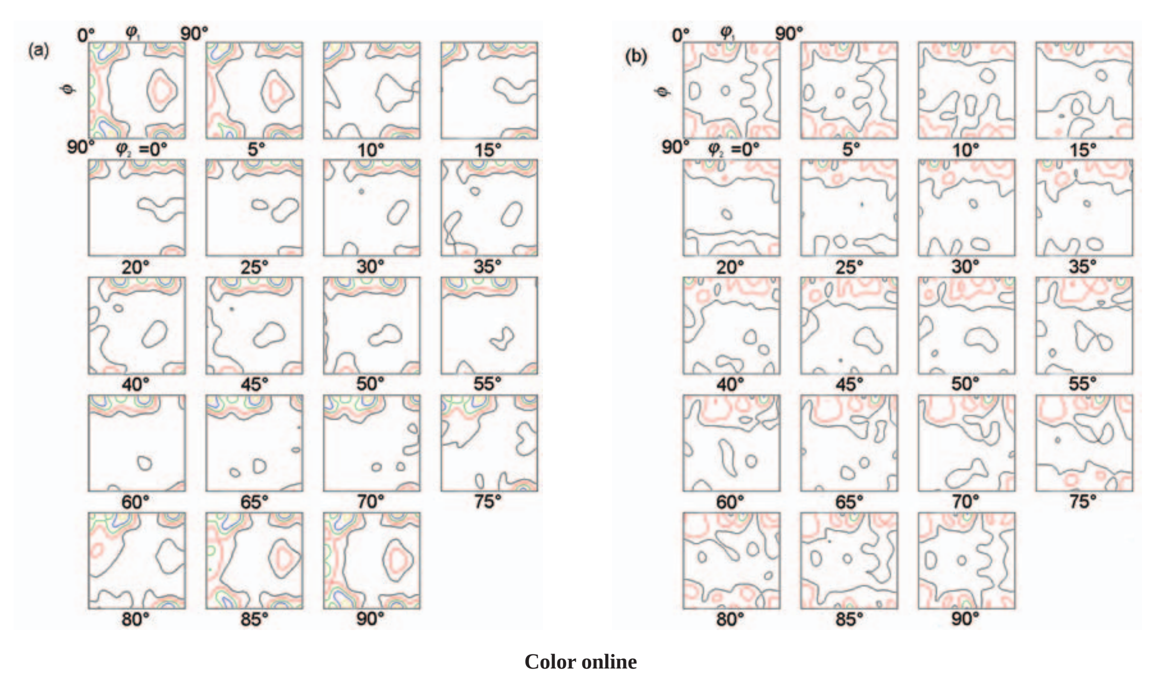
ChinaXiv合作期刊



Color online

图6 不同热加工工艺处理的固溶态合金对应的EBSD晶粒取向和尺寸分布图

Fig.6 EBSD analysis on grain orientation map (a, b) and grain size distributions (c, d) of solution treated alloys with processing I (a, c) and processing II (b, d) (Cube$_{ND}$—Cube orientation rotated a certain angle around the normal direction (ND), Cube—{001}<100> orientation, P—{011}<112> orientation, Goss—{110}<001> orientation)



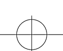
Color online

图7 不同热加工工艺处理后固溶态合金的ODF图

Fig.7 Orientation distribution function (ODF) maps of solution treated alloys with processing I (a) and processing II (b)

局部形变量大的剪切带也会引起Goss取向晶核的形成, 且Goss取向因与轧制织构B{011}<211>有40°<111>取向关系而优先生长. 因此, 冷轧变形量较大的工艺I处理后的固溶态合金出现了一定量的Goss织构. 前述的粗大粒子通过PSN效应生成随机取向, 或者Cube$_{ND}$织构和P织构. 由于Cube$_{ND}$与基体的轧制织构{112}<111>一般成40°<111>取向关系, 而P织构与基体的轧制织构S也成40°<111>取向关系, 这2种织构均会优先在变形基体内形核和长大[21,22]. 因此, 工艺I处理的板材由于所受的冷轧变形量大且粗大粒子较多, 这使得固溶处理时PSN效应更加显著, 从而出现较多的Cube$_{ND}$和P织构.

chinaXiv:202303.00533v1



ChinaXiv合作期刊

chinaXiv:202303.00533v1

H是剪切织构, 主要出现在轧制态的板材表面, 再结晶过程中由于形核比较困难且难以长大也会保留下来, 工艺II制备的再结晶合金板材有少量H织构存在.

整体而言, 由于冷轧态合金基体内一定数量的粗大粒子和较少数量的细小粒子合理搭配, 工艺II制备的合金板材再结晶后随机取向和$Cube_{ND}$取向晶粒较多, 对成形性能有害的Cube和Goss织构较少, 表现出较好的冲压成形性能, $\bar{r}$可达0.6187, 既高于工艺I的0.5391, 也高于文献[6]中充分利用富Fe相粒子诱发PSN效应获得的最高值0.578; 同时, Δr也较低(表1).

2.5 组织演化模型图

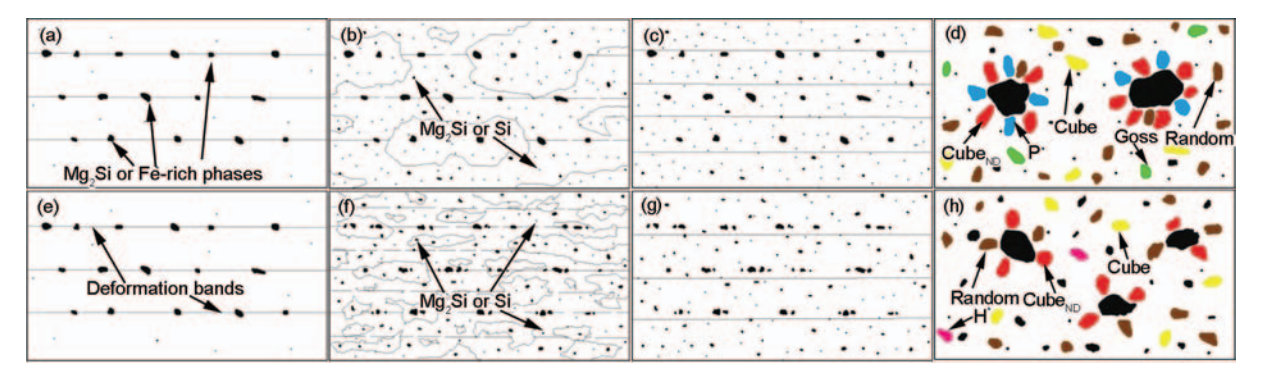
为了更好地说明不同热加工工艺对合金组织和织构的影响情况, 图8示出了2种热加工工艺处理合金板材时的组织演化过程模型图. 合金板材在热轧态组织相同, 基体内均分布有一定量的富Fe相和Mg_2Si相(图8a和e), 随后分别采用不同的冷轧和退火工艺进行处理. 采用工艺I进行加工时, 由于热轧板直接进行中间退火, 基体应变储能较低, 再结晶不充分, 且基体中已存在的和析出的细小Mg_2Si和Si粒子长大也不显著(图8b); 随后在冷轧过程中由于基体较软, 粗大第二相粒子的破碎效果不明显, 冷轧态基体内仍分布有较多的粗大粒子, 以及细小的Mg_2Si和Si粒子(图8c). 由于粗大粒子数量较多且尺寸相对较大, 冷轧变形使得粗大第二相粒子周围畸变严重, 合金在固溶过程中PSN效应显著. 但是冷轧变形量较大, 其它对成形性能不利的取向, 如Cube取向和Goss取向的晶核也较易生成(图8d). 因此, 再结晶完成后存在较多取向的再结晶晶粒, 且晶粒长宽比较大(图6a), 板材存在较强的各向异性. 采用工艺II进行加工时, 热轧板首先进行一定量的冷轧变形, 一方面使合金基体内分布的粗大第二相粒子得到一定程度的破碎; 另一方面由于冷轧变形产生的应变储能较大, 在随后的中间退火过程中基体中原有的和析出的粒子均会快速长大, 最终粒子尺寸较工艺I退火态的要大(图8f). 退火态合金板材基体较软, 经冷轧变形后基体内分布的不同尺寸粒子变化情况并不明显(图8g), 由于固溶前的冷轧变形量小, 固溶过程中粗大第二相粒子的PSN效应并没有工艺I显著, 且其它取向晶核的形成也较少(图8h). 虽然合金基体内起有效钉扎作用的细小粒子少于工艺I的, 最终再结晶晶粒尺寸略大, 但是再结晶晶粒大部分均呈等轴状, 且织构组分较少, 多为随机取向(图6b). 因此, 合金的r较高而各向异性降低.

表3 不同热加工工艺处理后固溶态合金再结晶织构组分强度及其含量

Table 3 Intensity and content of recrystallization textures in the solution treated alloy

Processing	$Cube_{ND}$		P		Cube		Goss		H	
	Intensity	Content	Intensity	Content	Intensity	Content	Intensity	Content	Intensity	Content
I	5.50	15.9%	2.66	9.52%	3.63	5.79%	2.97	6.29%	–	–
II	2.11	9.54%	–	–	2.04	6.55%	–	–	3.95	5.14%

Note: H—{001}<110> orientation



Color online

图8 合金在不同热加工工艺过程中的组织演化模型图

Fig.8 Schematics of microstructure evolution of alloy during processing I (a~d) and processing II (e~h)

(a, e) hot rolling　(b, f) intermediate annealing　(c, g) cold rolling　(d, h) solution treatment

ChinaXiv合作期刊

3 结论

(1) 热加工工艺的变化对T4P预时效态合金的强度和应变硬化指数 n 基本无影响, 但是对平均塑性应变比 $\bar{r}$, 平面各向异性度 Δr 以及不同方向延伸率影响显著. 热轧之后首先进行一定量的冷轧变形然后再进行退火处理获得的合金板材(工艺II)较热轧后直接进行退火处理(工艺I)获得的合金板材成形性能要好, $\bar{r}$ 可达0.6187, 同时各向异性明显减小.

(2) 随着热加工工艺的变化, 虽然Al-Mg-Si-Cu合金基体内分布的粒子主要包括富Fe相粒子和 Mg_2Si 粒子等, 但是其尺寸和分布状态会发生显著变化. 工艺I制备的1 mm冷轧板材含有较多的粗大粒子和细小粒子, 固溶处理后虽然再结晶晶粒细小, 但是晶粒长宽比较大. 而工艺II所制备的1 mm冷轧板材含有粗大粒子尺寸减小, 而细小粒子尺寸增加, 最终使得固溶处理后再结晶晶粒尺寸略有增加, 不过基本均呈等轴状.

(3) 随着热加工工艺的变化, 固溶态合金板材织构组分和含量差异较大. 工艺I处理的合金板材织构组分较多, 包括 $Cube_{ND}$, P, Cube和Goss织构, 且强度较大, 而工艺II处理的合金板材织构组分仅含有少量的 $Cube_{ND}$, Cube和H织构, 且强度较弱.

(4) 不同热加工工艺处理对Al-Mg-Si-Cu合金板材的综合性能、显微组织和织构演化产生重要影响, 据此提出了热加工工艺影响合金组织演化过程模型示意图.

参考文献

[1] Yu Z Q, Lin Z Q, Zhao Y X. *Mater Des*, 2007; 28: 203

[2] Gao Q M, Cao L S, Yu X D. *Light Alloy Fabr Technol*, 2009; 37: 30
(高琪妹, 曹力生, 于晓丹. 轻合金加工技术, 2009; 37: 30)

[3] Engler O, Hirsch J. *Mater Sci Forum*, 1996; 217: 479

[4] Bennett T A, Petrov R H, Kestens L A I. *Scr Mater*, 2010; 63: 461

[5] Troeger L P, Starke Jr E A. *Mater Sci Eng*, 2000; A293: 19

[6] Peng X Y, Guo M X, Wang X F, Cui L, Zhang J S, Zhuang L Z. *Acta Metall Sin*, 2015; 51: 169
(彭祥阳, 郭明星, 汪小峰, 崔 莉, 张济山, 庄林忠. 金属学报, 2015; 51: 169)

[7] Lievers W B, Pilkey A K, Lloyd D J. *Mater Sci Eng*, 2003; A361: 312

[8] Lankford W T, Snyder S C, Bauscher J A. *Trans Am Soc Met*, 1950; 42: 1197

[9] Hirofumi I, Takayuki T. *Mater Trans*, 2007; 48: 2014

[10] Leu D K. *Int J Mach Tools Manuf*, 1997; 37: 201

[11] Humphreys F J. *Acta Metall*, 1977; 25: 1323

[12] Orsund R, Nes E. *Scr Mater*, 1988; 22: 665

[13] Davies R K, Randle V, Marshall G J. *Acta Mater*, 1998; 46: 6021

[14] Bennett T A, Petrov R H, Kestensv L A I. *Scr Mater*, 2010; 62: 78

[15] Higginson R L, Aindow M, Bate P S. *Mater Sci Eng*, 1997; A225: 9

[16] Ito K, Musick R, Lucke K. *Acta Metall*, 1983; 31: 2137

[17] Jensen D J, Hansen N, Humphreys E J. *Acta Metall*, 1985; 33: 2155

[18] Hansen N, Jensen D J. *Metall Trans*, 1986; 17A: 253

[19] Hirsch J, Nes E, Lucke K. *Acta Metall*, 1987; 35: 427

[20] Kashihara K, Inagaki H. *Metall Trans*, 2009; 50A: 528

[21] Humphreys F J. *Acta Metall*, 1977; 25: 1323

[22] Engler O. *Mater Sci Technol*, 1996; 12: 859

(责任编辑:毕淑娟)

chinaXiv:202303.00533v1

